

Available online at [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)**SciVerse ScienceDirect**

Procedia Engineering 27 (2012) 863 – 870

**Procedia  
Engineering**[www.elsevier.com/locate/procedia](http://www.elsevier.com/locate/procedia)

2011 Chinese Materials Conference

## Strengthen mechanism of 1000 MPa ultra-high strengthen cold-rolled dual phase steel which used in automobile

Zilong He, Renbo Song<sup>\*</sup>, Qifeng Dai*School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083*

---

### Abstract

1000MPa grade dual phase steels were developed based on the lower cost C-Mn-Si alloy system in laboratory. Microstructure of the steels was analyzed using SEM and transmission electron microscopy, while grain sizes and dislocation densities were determined by image tool and X-ray diffractometer. The inherent mechanism of high strengthening of dual phase steel was discussed and each strengthening factor was quantitatively calculated. The characteristics of micro-alloyed elements were illustrated respectively. The results showed that the strength of the theoretical calculation value 620.4MPa are very close to the measured values which was 596MPa, and the calculated yield strength increment produced by dislocation strengthening was 316 MPa, by grain refinement strengthening was 176 MPa and by solution strengthening was 128.4 MPa.

© 2011 Published by Elsevier Ltd. Selection and/or peer-review under responsibility of Chinese Materials Research Society. Open access under [CC BY-NC-ND license](http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/3.0/).

*Keywords:* dual phase steel; continuous annealing; texture; mechanical property

---

## 汽车用 1000MPa 级超高强冷轧双相钢的强化机理研究

贺子龙,宋仁伯\*,代启锋

*北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083*

---

<sup>\*</sup> Corresponding author: Song Renbo. Tel.: +86-10-82377990.  
E-mail address: [songrb@mater.ustb.edu.cn](mailto:songrb@mater.ustb.edu.cn).

## 摘要

在实验室试制了 1000MPa 以上级的高强度低成本 C-Mn-Si 系双相钢, 利用扫描电镜和透射电镜观察了其微观组织, Imagetool 工具及 X 射线衍射仪测量了晶粒尺寸和位错密度, 探讨了双相钢高强化的内在机理并对各强化量进行了具体计算。分别阐明了 Nb、V 元素的微合金化特点。结果表明: 强度的理论计算值 620.4MPa 与实测值 596MPa 非常接近, 其中计算得到固溶强化增量为 128.4MPa, 细晶强化增量为 176MPa, 位错强化增量为 316MPa。

**关键词:** 双相钢, 连续退火, 组织, 强化机理

## 1. 前言

减少燃料消耗和降低排放是未来汽车发展的方向, 为此要求减小汽车质量同时提高汽车的安全性。近年来为汽车制造业研究和开发了一系列新钢材, 双相钢是其中之一。双相钢由铁素体与马氏体组成, 以相变强化为基础, 具有低屈强比, 高的初始加工硬化速率, 良好的强度和延性配合等特点[1]影响钢铁材料强度和韧性的主要因素是基体组织的微观缺陷界面、沉淀相、位错亚结构等。本论文以 1000MPa 级双相钢 (DP1000) 为研究对象, 探讨了双相钢强化机理并就各种强化机制结合实验结果进行了分析和讨论。

## 2. 实验材料与方法

### 2.1. 轧制工艺

试验用钢在 200kg 真空感应炉中冶炼, 共炼三种不同成分的钢, 并锻造成断面为  $41 \times 81$  的坯料 (热轧前)。其化学成分如表 1 所示。将坯料在实验室四辊热轧机上经 8 道次轧制成 3.5mm 厚。热轧时加热温度  $1200^{\circ}\text{C}$ , 保温 2h, 开轧温度大于等于  $1150^{\circ}\text{C}$ , 再结晶区轧制温度大于  $1000^{\circ}\text{C}$ , 未再结晶区轧制温度小于  $950^{\circ}\text{C}$ , 控制终轧温度在  $800 \sim 830^{\circ}\text{C}$  范围内, 水冷至  $650^{\circ}\text{C}$ , 水冷速率  $15^{\circ}\text{C/s}$ , 模拟卷取, 空冷至室温。热轧板经酸洗后进行冷轧, 冷轧压下率在  $65\% \sim 73\%$  之间。

表 1 实验用钢化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of experimental steels (mass fraction/ %)

Experiment number	C	Si	Mn	Nb	V	P	S
1#	0.14~0.16	0.3~0.5	1.4~1.6	—	0.03~0.05	<0.03	<0.02
2#	0.17~0.19	0.4~0.6	1.7~1.9	—	—	<0.03	<0.02
3#	0.19~0.21	0.7~0.8	1.9~2.1	0.02~0.04	—	<0.03	<0.02

双相钢的连续退火一般采用双相区保温与两段冷却工艺, 如图 1 所示, 将试样以一定速度加热到两相区保温使其部分奥氏体化, 在缓慢冷却中, 取向附生铁素体的析出有利于碳锰等元素进一步向奥氏体转移, 从而提高了铁素体的纯净度和奥氏体的淬透性; 快速冷却则保证了剩余奥氏体向马氏体的转变; 过时效对马氏体起到回火作用, 改善了双相钢的综合力学性能[2]。

将热处理后的双相钢板试样加工成 50mm 标距拉伸试样进行力学性能测定。再截取试样进行磨制, 抛光, 浸蚀进行金相和扫描电镜观察, 制取双喷减薄试样在透射电镜下观察马氏体结构, 利用 X 射线衍射仪测量其位错密度, Imagetool 软件测得马氏体相体积分数, 铁素体晶粒尺寸和马氏

体团块尺寸采用截点计数法手工测得。

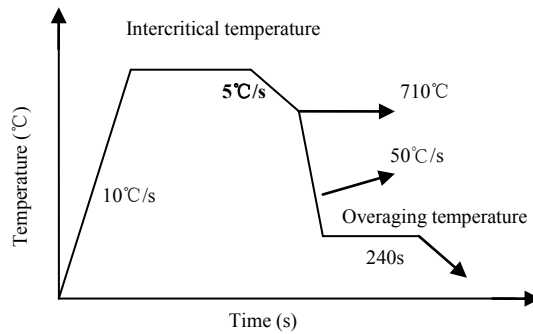


图 1 冷轧双相钢的连续退火工艺示意图

Fig.1 Schematic diagram of the continuous annealing process for cold rolling dual phase steels

### 3. 实验结果与分析

#### 3.1. 冷轧双相钢组织观察

冷轧后的钢板在( $\alpha$ + $\gamma$ )两相区不同温度加热后, 经过缓冷段, 快冷段和回火处理后得到了 F+M 双相组织, 如图 2 和 3 所示, 分别为光学和扫描电镜组织。侵蚀剂为 4%的硝酸酒精溶液。由图 2 可见, 在( $\alpha$ + $\gamma$ )两相区加热淬火后钢板的组织为铁素体基体上分布着岛状马氏体(M)。白色的组织为多边形铁素体, 灰白色的组织是马氏体, 而且三种不同成分的钢种在退火工艺参数相同的情况下, 因钢中碳含量的升高, 马氏体的含量也随之增加, 从而最终影响双相钢的力学性能。

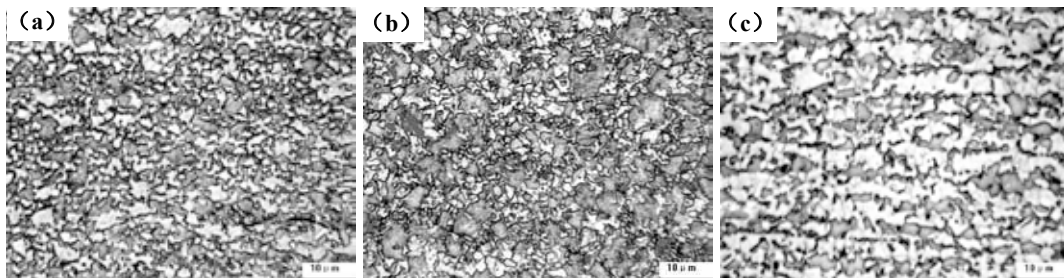


图 2 三种成分钢退火后的横向金相组织

(a) No.1 800°C保温 90s (b) No.2 780°C保温 80s (c) No.3 780°C保温 90s

Fig. 2 Transverse microscopic structure of three kinds of Components (a) No.1 soaking at 800°C for 90s;

(b) No.2 soaking at 780°C for 80s;(c) No.3 soaking at 780°C for 90s

图 3 为实验用钢的扫描电镜组织。在扫描电镜下观察时, 马氏体一般呈亮白色, 铁素体一般呈暗黑色。从图 3 可以观察到暗黑色的铁素体基体上分布着亮白色的马氏体, 同时还可以观察到

具有亮白色边圈，心部呈黑色的岛状组织，这是由于 Mn 通过铁素体或沿铁素体晶界扩散时，在奥氏体岛的周围形成了高 Mn 的边圈，使得奥氏体岛的边部比中心有更高的淬透性，从而在冷却过程中形成了高锰的马氏体边圈及中心部分形成的渗碳体加铁素体的聚合体。

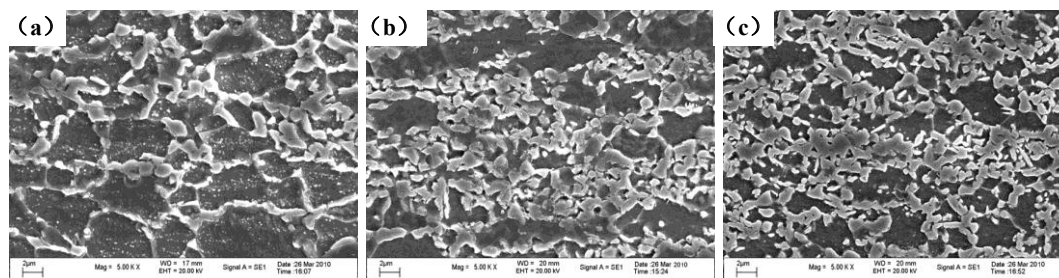


图 3 双相钢的扫描照片 (a) No.1 成分(b)No.2 成分(c)No.3 成分

Fig. 3 Stereoscan Photographs of DP steels(a)component No.1 (b) component No.2 (c) component No.3

### 3.2. 分析与讨论

钢铁材料的强度不是由单一强化机制决定的，而是几种强化机制有机复合叠加的结果。根据扩展的 Hall-Petch 关系 [3-4]，屈服强度与各种强化方法之间的关系式为：

$$YS = \Delta \sigma + \Delta \sigma_{ss} + \Delta \sigma_d$$

式中 YS 表示屈服强度， $\Delta \sigma$  为细晶强化增量， $\Delta \sigma_{ss}$  和  $\Delta \sigma_d$  分别为固溶强化增量和位错强化增量。

#### 3.2.1. 细晶强化

在各种强化手段中,细化晶粒是唯一可以提高材料的强度，同时又可以改善材料塑性和韧性的有效途径。其晶粒细化机制有三个：(1)轧前淬火过程中马氏体相变细化作用，即原始奥氏体转变为马氏体束、块和板条；(2)大变形轧制细化作用；(3)静态再结晶细化作用，过饱和碳原子及碳化物抑制了再结晶晶核的长大。

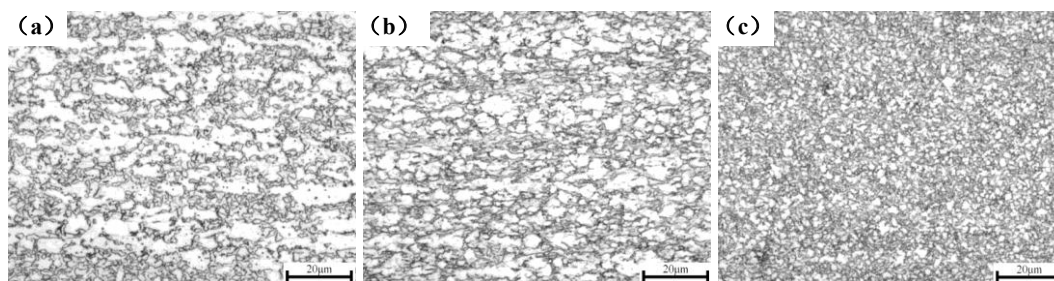


图 4 (a) 1# (b) 2# (c) 3#试样连续退火后的显微组织

Fig.4 Microscopic structure of No.1, No.2 and No.3 samples after continuous annealed

图 4 为 800℃保温 100s，快冷至室温的三种成分实验用钢的组织照片，从中可以看出，对于成分 1#800MPa 级的铁素体和马氏体组织晶粒尺寸最大，并且铁素体形状不规则。对于成分

2#900MPa 级的双相钢组织，铁素体晶粒接近多边形，尺寸要比成分 1#中的小，马氏体较规则的分布在铁素体基体的晶界。成分 3#1000MPa 级的铁素体和马氏体双相钢组织晶粒尺寸是最小的。

细晶强化量可按下述经验式计算，铁素体晶粒直径  $d$  减小时，屈服强度与  $d^{1/2}$  成比例增加，符合 Hall-Petch 关系：

$$\Delta \sigma = 600d[\mu\text{m}]^{-1/2}$$

对三种成分的冷轧钢板试样在 800℃下保温 100s，然后快冷至室温，所得三种成分试样的性能结果如表 2 所示：

表 2 三种不同成分的双相钢性能对比

Fig.2 comparison of properties of three different compositions

Experiment number	Intercritical annealing temperature(℃)	Soaking time(S)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
1#	800	100	445	855	17.3
2#	800	100	455	950	14.4
3#	800	100	596	1100	12.0

通过 Imagetool 软件取其有效晶粒尺寸并通过截线法测得铁素体晶粒尺寸，计算可得 1#实验用钢试样的细晶强化的增量为 132.8MPa。2#试样的强化增量为 115.5MPa，3#钢的强化增量为 176MPa，为三种成分试验用钢中最大的。这主要与化学成分设计有关，1#试验用钢由于 C、Mn、Si 等元素的含量在三种成分中是最低的，虽然加入了少量的 V 元素，V 元素的作用是可以促进碳向奥氏体扩散，并可降低铁素体的屈服强度，更有利于获得低的屈服强度，改变双相钢中马氏体的形态，从而改变双相钢的强度，但由于加入的量很小，所以 V 元素对强度的影响不大。2#试验用钢的 C、Mn、Si 元素含量在三种成分中居中，在相同的条件下，强度在三种成分中也是居中，3#试验用钢由于 C、Mn、Si 元素含量最高，又加入了微合金强化元素 Nb，Nb 对晶粒细化、相变行为、奥氏体中 C 富集和马氏体的形核有着显著的作用。3#试验用钢的细晶强化作用最为明显。

### 3.2.2. 固溶强化

固溶强化是人们最早研究的强化方式之一。合金元素以置换或间隙的形式溶入基体金属的晶格中，由于原子尺寸效应、弹性模量效应和固溶体有序化的作用而导致钢的强化。因此固溶强化是通过改变金属的化学成份来提高强度的办法，其强化的金属学基础是由于运动的位错与异质原子之间相互作用的结果，结合实验用钢的具体成分可得出本试验用钢主要由 C,Si,Mn 等元素引起的固溶强化，其强化增量可按下式计算：

$$\Delta \sigma_{ss} = 4570[C] + 37[Mn] + 83[Si]$$

式中 C,Si,Mn 元素采用合金含量，对于低碳双相钢（含碳量小于 0.20%），钢中大部分碳不处于固溶体中，而是偏聚于位错上，形成柯氏气团 [5-7]，由此认为，碳的直接强化作用是位错强化，所以本试验用钢中碳的固溶强化增量视为“0”，经过计算得出 1#试验用钢的固溶强化增量为 76.7MPa，2#试验用钢的固溶强化增量为 96.1MPa，3#试验用钢的固溶强化增量为 128.4MPa。本试验 1#钢中加入了合金 V 元素。V 可以提高临界区加热下所形成的奥氏体岛的淬透性，V 是强碳化物形成元素，它对免除铁素体间隙固溶强化，细化晶粒，产生高延性的铁素体，消除屈服点伸长均有好处。如表 2 所示，1#钢的延伸率是最大的。3#试验用钢的 C,Si,Mn 元素含量为三种成分钢中最高，而且 3#试验用钢中加入了微合金元素 Nb，固溶状态的 Nb 延迟热变形过程中静态和动态再结晶和奥氏体向铁素体的相变，因此含铌双相钢的铁素体基体较其他双相钢不够纯净，形核率较高，Nb 与 C 和 N 结合形成小的碳氮化物也可延迟再结晶，阻止晶粒长大，并有明显弥散强

化效果，因此 3 #试验钢固溶强化的强度增量较大。

### 3.2.3. 相变强化、位错强化

马氏体相强度、大小以及体积分数对双相钢的强度有着重要的影响。通常希望马氏体粒子细小、分散和均匀分布，本文试验的三种成分钢板通过在( $\alpha + \gamma$ ) 两相区内 740℃、760℃、780℃、800℃各温度区等温加热后缓冷，再放入低温盐浴中进行时效处理，最后空冷至室温，获得了不同比例的(F+M)双相组织，然后进行力学性能测试。测量三种成分实验钢临界区不同温度加热淬火后的钢中 M 体积百分含量，如图 5 所示。可见在相同的淬火温度下，含碳量高的钢 M 的含量多，这是因为随着碳含量增加，在铁—碳相图上根据杠杆定律， $\gamma$  相的量增多，则在两相区加热水冷后，得到的 M 量增多。M 含量越高，双相钢的强度就越大。

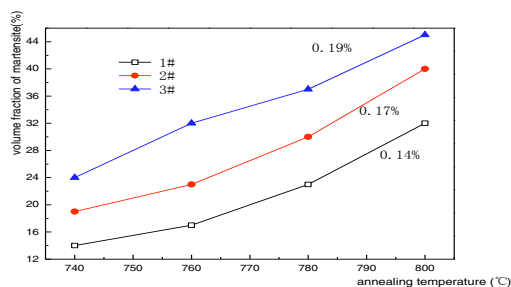


图 5 马氏体含量、淬火温度对 1#~3#钢力学性能的影响

Fig.5 effect of annealing temperature、volume fraction of martensite on mechanical properties of 1#~3#dual phase steels

双相组织中，紧靠马氏体岛周围的铁素体，有马氏体相变诱发的高密度位错(图 6)。这是由于在快冷过程中马氏体相变产生的体积膨胀（在奥氏体向马氏体转变时，原子体积膨胀 1%左右，晶胞体积膨胀 2%~4%左右）以及相变以切变方式进行引起的体积形状变化，使铁素体发生塑性变形的结果。有较高的位错密度，高的位错密度在位错滑移运动时，位错之间交互作用，使其运动受阻，从而产生强化作用。

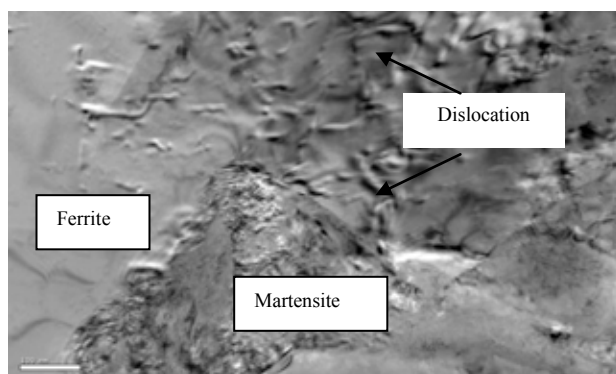


图 6 试验用钢的 TEM 照片

Fig. 6 Microstructure of dual phase steels by TEM

位错对于强度的贡献可以用以下公式表示:

$$\Delta \sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}$$

式中  $G$  为剪切模量, 其值为  $8.0 \times 10^4 \text{ MPa}$ ,  $b$  是柏氏矢量, 为  $0.248 \text{ nm}$ ,  $\rho$  为位错密度,  $\alpha$  为常数, 由文献可知  $\alpha=0.50$ [8]。本实验由 X 射线衍射仪测量冷轧双相钢的位错密度, 1#样的位错密度为  $5.36 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ , 引起的强度增量经计算得  $229 \text{ MPa}$ , 2#样的位错密度为  $6.82 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ , 引起的强度增量经计算得  $259 \text{ MPa}$ , 3#样的位错密度为  $1.01 \times 10^{11}/\text{cm}^2$ , 引起的强度增量经计算得  $316 \text{ MPa}$ 。可见, 在相同的淬火温度下, 含碳量越高的钢它的位错密度也越大, 这是因为含碳量越高的钢, 它的马氏体含量就越高, 在快冷过程中因马氏体相变产生的体积膨胀而引起的铁素体塑性变形程度就越大, 从而铁素体相的位错密度越大, 位错强化增量就越大。

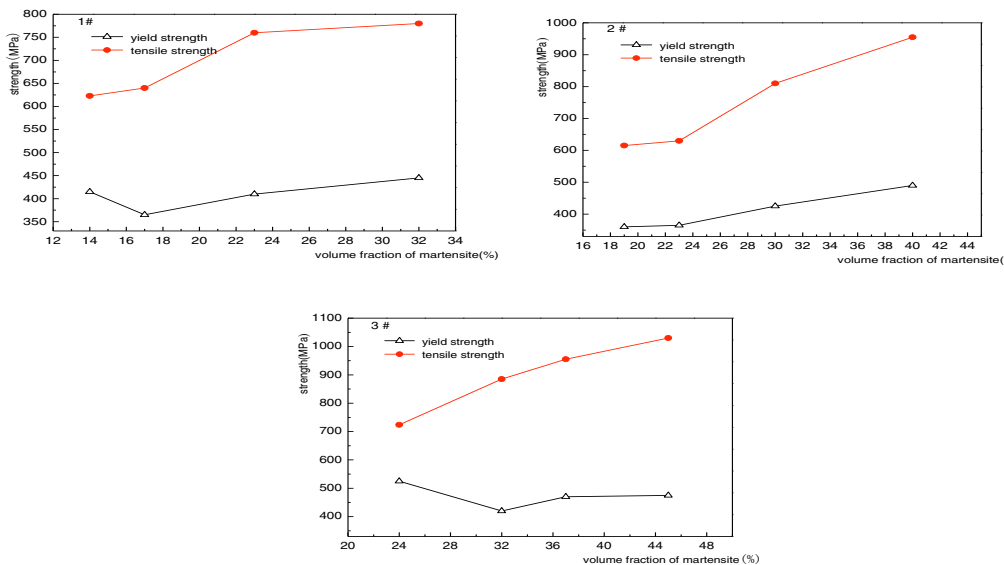


图 7 马氏体含量对 1#~3#钢力学性能的影响

Fig.7 effect of volume fraction of martensite on mechanical properties of 1#~3#dual phase steels

图 7 是三种成分实验用钢强度与钢中马氏体量的关系图, 从图中可以看出随淬火温度的提高, 钢中马氏体的体积含量相应增加, 碳含量高的比碳含量低的钢在相同保温温度下,  $M$  含量多, 即对淬火温度的变化更为敏感。双相钢的屈服强度和抗拉强度都随着双相钢中的  $M$  含量增加而增加 (由于存在实验误差, 屈服强度的个别数据点出现偏差), 三种钢的强度与马氏体含量的呈近似的线性关系。马氏体的碳含量和双相钢总碳含量成正比。马氏体的强度参数是很难定义的, 近似的认为马氏体的强度为碳含量的一次线性方程, 马氏体的碳含量和双相钢的总碳含量成正比, 和马氏体的体积分数成反比。所以, 对于一定碳含量的双相钢来说, 当马氏体相体积分数增加时, 马氏体碳含量减少, 所以随着双相钢中马氏体体积分数的增加, 马氏体强度是逐渐减小的, 同时由于随着临界区退火温度的升高, 铁素体的晶粒细化, 所以铁素体强度增大, 双相钢的总强度呈增大趋势。

#### 4. 结论

冷轧双相钢的强化主要是位错强化、固溶强化、晶粒细化强化相叠加而产生的，本文结合试验结果对冷轧双相钢各强化项的强度增量值进行了计算。其中实验用钢 3#试样在 800℃加热后保温 100s 快冷，抗拉强度达到 1100MPa，屈服强度为 596MPa，计算得到的固溶强化增量为 128.4MPa，细晶强化增量为 176MPa，位错强化增量为 316MPa，各种强化方式增量之和为 620.4MPa，与屈服强度的实测值 596MPa 相接近。

马氏体体积分数对双相钢的力学性能有重要的影响，对于一定碳含量的双相钢来说，随着马氏体体积分数的增大，屈服强度和抗拉强度都呈线性增大趋势，并且铁素体强度增大，马氏体相的强度变小。合金元素 V 可以提高奥氏体岛的淬透性，有利于产生高延伸性的铁素体。Nb 对马氏体形核、细化晶粒由显著影响，可大大提高双相钢的强度。

## 参考文献

- [1] Luo JJ, Shi W, Huang QF, et al. Heat Treatment of Cold-Rolled Low-Carbon Si-Mn Dual Phase Steels. *Journal of Iron and Steel Research. International* 2010; **17(1)**:54-58.
- [2] Debanshu B. Developments in Advanced High Strength Steels. *Iron & steel Supplement* 2005;**40**:69-75.
- [3] Smith DW, Hehemann RF. Influence of structural parameters on the yield strength of tempered martensite and lower bainite. *Journal of the Iron and Steel Institute* 1971; **209 ( part5)**:476.
- [4] Yu DG, Tan YX. *The Structure and Strength Theory of Steel*. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press;1993.
- [5] Norstron LA. On the yield strength of quenched low-carbon lath martensite. *Scandinavian Journal of Metallurgy* 1976;**5(4)**:159-165.
- [6] Ansell GS, Arrot A. The strengthening mechanism of ferrous martensite. *Trans Metall Soc AIME* 1963;**227(10)**:1080-1082.
- [7] Speich GR, Leslie WC. Tempering of steel. *Metallurgical and Materials Transactions B* 1972;**3(5)**:1043-1054
- [8] Anand PM. Effect of microstructure and experiment parameters on high stress abrasive wear behaviour of a 0.19 wt% C dual phase steel. *Tribology International* 2007;**40**:490-497.